

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-212680

(P2000-212680A)

(43) 公開日 平成12年8月2日 (2000.8.2)

(51) Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	A
C 2 2 C 38/58		C 2 2 C 38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 7 頁)

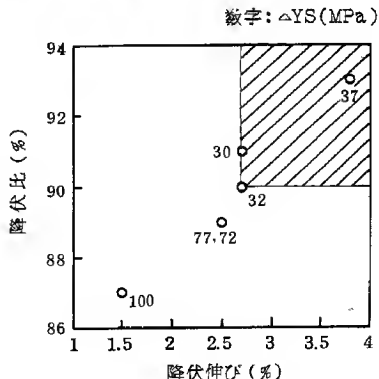
(21) 出願番号	特願平11-10672	(71) 出願人	000001258 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
(22) 出願日	平成11年1月19日 (1999.1.19)	(72) 発明者	青木 雅弘 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
		(74) 代理人	100080687 弁理士 小川 順三 (外1名)
		F ターム (参考)	4K032 AA01 AA04 AA05 AA08 AA11 AA12 AA14 AA15 AA16 AA19 AA21 AA22 AA23 AA24 AA31 AA35 AA36 AA40 BA01 CC02

(54) 【発明の名称】 パウシंगाー効果による降伏応力低下が少ない非調質高張力鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 多量のCr添加を必要とすることなく、パウシंगाー効果による降伏応力低下が少ない、非調質高張力鋼板とその製造方法を提案する。

【解決手段】 C : 0.03~0.12wt%、Si : 0.05~0.30wt%、Mn : 0.30~2.00wt%、Nb : 0.005~0.06wt%、Al : 0.01~0.10wt%、N : 0.007wt%以下を含み、かつCu : 0.05~1.30wt%、Ni : 0.10~10.0wt%、Cr : 0.05~1.50wt%、Mo : 0.03~0.50wt%、V : 0.01~0.15wt%、Ti : 0.070wt%以下、Ca : 0.0005~0.0040wt%、REM : 0.001~0.020wt%から選ばれるいずれか1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成からなる鋼スラブを、圧延終了温度が (Ar₃-50℃) 以上になるように熱間圧延し、圧延終了後、400~700℃までの温度範囲を強制冷却する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0.03~0.12wt%、

Si : 0.05~0.30wt%、

Mn : 0.30~2.00wt%、

Nb : 0.005 ~0.06wt%、

Al : 0.01~0.10wt%、

N : 0.007 wt%以下

を含み、かつ

Cu : 0.05~1.30wt%、

Ni : 0.10~10.0wt%、

Cr : 0.05~1.50wt%、

Mo : 0.03~0.50wt%、

V : 0.01~0.15wt%、

Ti : 0.070 wt%以下、

Ca : 0.0005~0.0040wt%、

REM : 0.001 ~0.020 wt%

から選ばれるいずれか1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成からなり、降伏比が90%以上、降伏伸びが2.7 %以上であることを特徴とする、バウシinger効果による降伏応力低下が少ない非調質高張力鋼板。

【請求項2】 C : 0.03~0.12wt%、

Si : 0.05~0.30wt%、

Mn : 0.30~2.00wt%、

Nb : 0.005 ~0.06wt%、

Al : 0.01~0.10wt%、

N : 0.007 wt%以下

を含み、かつ

Cu : 0.05~1.30wt%、

Ni : 0.10~10.0wt%、

Cr : 0.05~1.50wt%、

Mo : 0.03~0.50wt%、

V : 0.01~0.15wt%、

Ti : 0.070 wt%以下、

Ca : 0.0005~0.0040wt%、

REM : 0.001 ~0.020 wt%

から選ばれるいずれか1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成からなる鋼スラブを、圧延終了温度が (Ars - 50℃) 以上になるように熱間圧延し、圧延終了後、400 ~700 ℃までの温度範囲を強制冷却することとを特徴とする、バウシinger効果による降伏応力低下が少ない非調質高張力鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、ラインパイプ、圧力容器、建設機械、造船、橋梁、タンク等に用いられる引張強さ490MPa級以上の非調質高張力鋼板とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 一般に、圧延ままの鋼板に、冷間にて引

張加工を付与し、さらに圧縮加工を加えると、鋼の引張試験における荷重一伸び線図が変化し、降伏応力(荷重一伸び線図で降伏点が無明瞭に現れない場合は耐力で代用。本発明では、0.5 %耐力の値を採用、以下同じ)が圧延ままのそれに比べて低下する、いわゆる「バウシinger効果」と呼ばれる現象が見られる。そこで、ラインパイプ用鋼板の製造に際しては、その製管、成形の加工過程においてもたらされる降伏応力の低下代を見込んで、製造条件を設計することが行われる。このように圧延ままの鋼板の強度を高めにすることは、製管、成形後の強度を確保する上では効果があるが、一方で、高強度化を達成するために、合金元素の添加や過剰な制御圧延が必要となるので、溶接性の低下や経済性の低下を招くことになる。そのうえ、鋼板の強度が高いと、加工時により大きな力が必要となり、加工効率や加工精度の低下をも招くことになる。

【0003】ところで、バウシinger効果による降伏応力の低下量を少なくする方法として、圧延ままにおける鋼板の荷重一伸び線図に着目して、これを降伏点の出ないラウンドカーブとすることが効果があるとされている。また、特公昭53-25801号公報には、低C - 高Crの特殊な成分系を採用することにより、バウシinger効果を抑制する手段が提案されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 しかし、このような形状の荷重一伸び線図を得るには、加速冷却と化学成分を調整して、ベイナイト、マルテンサイト主体の金属組織にする必要があり、表面硬さの上昇や溶接性の低下等を招くことがある。また、多量のCrは、溶接性等を低下させるなどの難点があるので実用化しうる方法であるとは言えない。そこで、本発明は、従来技術が抱えていた、上記問題を改善し、多量のCr添加を必要とすることのない、バウシinger効果による降伏応力低下が少ない、非調質高張力鋼板とその製造方法を提案することを目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】 本発明の要旨構成は、以下のとおりである。

(1) C : 0.03~0.12wt%、 Si : 0.05~0.30wt%、 Mn : 0.30~2.00wt%、 Nb : 0.005 ~0.06wt%、 Al : 0.01~0.10wt%、 N : 0.007 wt%以下を含み、かつ Cu : 0.05~1.30wt%、 Ni : 0.10~10.0wt%、 Cr : 0.05~1.50wt%、 Mo : 0.03~0.50wt%、 V : 0.01~0.15wt%、 Ti : 0.070 wt%以下、 Ca : 0.0005~0.0040wt%、 REM : 0.001 ~0.020 wt%から選ばれるいずれか1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成からなり、降伏比が90%以上、降伏伸びが2.7 %以上であることを特徴とする、バウシinger効果による降伏応力低下が少ない非調質高張力鋼板。

【0006】 (2) C : 0.03~0.12wt%、 Si : 0.05~0.3

0wt%, Mn: 0.30~2.00wt%, Nb: 0.005~0.06wt%, Al: 0.01~0.10wt%, N: 0.007 wt%以下を含み、かつCu: 0.05~1.30wt%, Ni: 0.10~10.0wt%, Cr: 0.05~1.50wt%, Mo: 0.03~0.50wt%, V: 0.01~0.15wt%, Ti: 0.070 wt%以下、Ca: 0.0005~0.0040wt%, REM: 0.001~0.020 wt%から選ばれるいずれか1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避の不純物の組成からなる銅スラブを、圧延終了温度が(Ars-50℃)以上になるように熱間圧延し、圧延終了後、400~700℃までの温度範囲を強制冷却することを特徴とする、パウシンガー効果による降伏応力低下が少ない非調質高張力鋼板の製造方法。

【0007】

【発明の実施の形態】以下、本発明において、成分組成および製造条件を上記範囲に限定した理由について説明する。

C: 0.03~0.12wt%

Cは、焼入れ性と強度を確保するために必要な元素である。目標とする強度を得るためには、0.05wt%以上を添加することが必要である。一方、添加量が0.12wt%を超えると、母材靱性および溶接熱影響部(以下、「HAZ」と略記する)靱性が劣化するので、0.12wt%を上限とする。なお、C量が増加すると、フェライト組織の比率が低下して後述する降伏伸びが低下し、また、第2相組織の引張強度が上昇して降伏比が低下する。これらの特性は、パウシンガー効果による降伏応力低下量の増加につながるため、C量は上記範囲内で極力低下させることが望ましい。

【0008】Si: 0.05~0.30wt%

Siは、脱酸を促進し、かつ強度を高める上で有効な元素である。これらの効果を発揮させるためには、0.05wt%以上添加する必要があるが、過度に添加すると、母材靱性およびHAZ靱性を劣化させるので、0.05~0.30wt%の範囲で添加する。なお、Si量を増加させると、第2相組織の引張強さが上昇して、降伏比が低下し、パウシンガー効果の増加につながるため、上記の範囲内で極力低下させることが望ましい。

【0009】Mn: 0.30~2.00wt%

Mnは、靱性を損なうことなく強度を上昇させる有用な元素である。この効果を得るためには、少なくとも0.30wt%以上の添加が必要である。しかし、過度に添加すると、加工性が劣化するので、添加量の上限は2.00wt%とする。なお、Mnの添加量が増加すると、第2相組織の強度が上昇して降伏比が低下し、パウシンガー効果の増加につながるため、上記範囲内で極力低下させることが望ましい。

【0010】Nb: 0.005~0.06wt%

Nbは、焼片加熱時のオーステナイト粒の粗大化を防止し、また圧延時の細粒化、強化等に有効な元素である。これらの効果を発揮させるためには、0.005 wt%以上の

添加が必要である。しかし、Nb量が0.06wt%を超えるとHAZ靱性が劣化するので、0.005~0.06wt%の範囲で添加する。

【0011】Al: 0.01~0.10wt%

Alは、鋼の脱酸と組織の微細化のため、少なくとも0.01wt%は添加する必要があるが、過度に添加すると、鋼中で酸化物系介在物が多量に生成し、靱性が大幅に劣化するので、その上限を0.10wt%とする。

【0012】N: 0.007 wt%以下

Nは、Alと結合してAlNとなり、焼片加熱時の結晶粒の粗大化防止に寄与する元素である。しかし、Nを多量に含有すると、HAZ靱性を劣化させるので、上限を0.007wt%以下とする。

【0013】以上述べた基本成分に加えて、強度および/または靱性の向上のために、以下に述べる元素の少なくとも1種を添加する。

Cu: 0.05~1.30wt%

Cuは、固溶強化および析出強化に有効な元素である。これらの効果を得るためには、0.05wt%以上、(とくに、析出強化を利用するためには0.5 wt%以上)の添加が必要である。しかし、1.30wt%を超えて添加しても、さらなる効果が得られなくなるので、0.05~1.30wt%の範囲で添加する。ただし、Cu添加量が増加すると、第2相組織の強度が上昇して降伏比が低下し、パウシンガー効果の増加につながるため、Cu量は上記範囲内で極力低下させることが望ましい。

【0014】Ni: 0.10~10.0wt%

Niは、靱性を大幅に改善する効果を有し、低温用途には添加することが望ましい元素である。このような効果は、0.10wt%以上の添加で得られるが、10.0wt%を超えて添加しても、さらなる効果が得られなくなるので、Ni量は0.10~10.0wt%の範囲とする。なお、Niの添加量が増加すると、第2相組織の強度が上昇して降伏比が低下し、パウシンガー効果の増加につながるため、Ni量は上記範囲内で極力低下させることが望ましい。

【0015】Cr: 0.05~1.50wt%

Crは、鋼の強度を確保するのに有効な元素であり、その効果は0.05wt%以上の添加で得られる。しかし、Crを過度に添加すると溶接性が劣化するので、Cr量は1.50wt%を上限とする。

【0016】Mo: 0.03~0.50wt%

Moは、少量でも鋼の強度と靱性を向上させる有用な元素である。これらの効果は、0.03wt%以上の添加で発揮されるが、過度に添加すると、溶接性が劣化する。このため、Mo量は、0.03~0.50wt%とする。なお、Moの添加量が増加すると、第2相組織の強度が上昇して降伏比が低下し、パウシンガー効果の増加につながるため、Mo量は上記の範囲内で極力低下させることが望ましい。

【0017】V: 0.01~0.15wt%

Vは、析出強化による強度上昇に有効な元素である。こ

の効果を発揮させるためには、0.01wt%の以上の添加が必要である。しかし、0.15wt%を超えて添加すると、溶接性およびHAZ韌性が劣化するので、上記範囲内で添加する。

【0018】Ti: 0.070 wt%以下

Tiは、溶接部の粗粒化防止に、また、析出強化による強度の向上に寄与する元素である。しかし、その量が0.070 wt%を超えると韌性が劣化するので、0.070wt%以下の範囲で添加する

【0019】Ca: 0.0005~0.0040wt%

Caは、MnSを球状化させることを通じて、韌性を向上させる元素である。この効果は、0.0005wt%以上の添加で発揮されるが、0.0040wt%を超えて添加すると、酸化物系介在物が増大して、韌性が劣化するので、その添加量は0.0040wt%を上限とする。

【0020】REM : 0.001 ~0.020 wt%

REM (稀土類)は、Caと同様の機構により韌性を向上させる。この効果を発揮させるためには、少なくとも0.001wt %の添加が必要であるが、0.020 wt%を超えると酸化物系介在物の増大を招き、韌性が劣化するので、0.001 ~ 0.020 wt%の範囲で添加する。

【0021】次に本発明における、製造条件について述べる。一般に、非調質鋼の強度、韌性の確保のために、制御圧延による熱間圧延を行うことが有効である。本発明においては、この制御圧延の圧延終了温度を、(Ar₃点-50℃)以上にする必要がある。なぜなら、(Ar₃点-50℃)に満たない温度で圧延を終了すると、フェライト組織の転位密度が上昇し、その変形態が低下して降伏伸び値が低下するからである。このことはパウシンガー効果を低位に抑える上で極めて不利となる。従って、圧延終了温度は(Ar₃点-50℃)を下限とする。

【0022】さらに、上記制御圧延のあと、400 ~700℃までを強制冷却する。強制冷却の方法は、水冷はもちろん、気体による加速冷却であってもよい。このような冷却を行うことにより、フェライト組織の転位密度を上昇させることなく、強度を確保することが可能になる。上記冷却の制御範囲が700℃を超えると、その効果が十分ではなく、また、400℃未満では表面硬さの上昇や冷却後の形状不良等を招くため、強制冷却の温度範囲は、圧延後、400 ~700℃までとした。

【0023】上述した鋼組成と製造条件により、パウシンガー効果による降伏応力(降伏点が生じない場合には、0.5%耐力)低下が少ない非調質高張力鋼板が製造可能になる。そして、パウシンガー効果を低位に抑える手段として、降伏比を90%以上、降伏伸びを2.7%以上

とすることが肝要である。以下、この点について述べる。図1は、本発明方法に従わない条件で製造した比較鋼板、図2は、本発明方法にかなう条件で製造した鋼板について測定した、荷重-伸び線図を模式的に示したものである。図1および図2において、それぞれ(a)は圧延ままの状態の、(b)は曲げ及び曲げ戻し加工後の荷重-伸び線図である。図1および図2において、パウシンガー効果による降伏応力低下量(図中で、圧延ままの降伏強さと、曲げ及び曲げ戻し加工後の降伏強さとの差ΔYSで表される低下量)が小さい発明例と、パウシンガー効果が従来なみに大きい比較例とを比較すると、圧延ままの状態で、次の点で両者に差がみられる。

- a) 降伏点から荷重が増加し始めるまでの降伏棚の伸び、すなわち「降伏伸び」は、発明例の方が大きい。
- b) 降伏棚の終点から最高荷重に至るまでの荷重増加率は、発明例の方が小さく、従って降伏比が大きい。

【0024】これらの現象をもとに、パウシンガー効果による降伏応力低下量ΔYSと、降伏伸びまたは降伏比との関係を調査した。その結果が図3~図5である。図3~図5から、降伏比が90%以上、かつ降伏伸びが2.7%以上であれば、パウシンガー効果が低位に抑えられることがわかる。以上のことから、本発明では、化学成分の適正化、圧延終了温度および圧延後の冷却のいずれをも適正に制御することにより、降伏比が90%以上、降伏伸びが2.7%以上を達成でき、この特性を通じて、パウシンガー効果による降伏応力低下が少ない非調質高張力鋼板を製造することが可能になるといえる。また、本発明の製造方法によれば、ベイナイトやマルテンサイト主体の金属組織にする必要がないため、加速冷却や化学成分の変更に伴う表面硬さの上昇や、溶接性の低下等を避けることが可能である。

【0025】

【実施例】表1に示す成分組成の鋼を、表2に示す製造条件に従って、制御圧延および水冷による強制冷却を行った。かくして得られた鋼板の圧延方向と垂直方向から、矩形試験片を採取して引張試験に供した。また、この鋼板を使用して30インチ (762mm)φのパイプを成形し、パイプから同様の試験片を採取して試験に供した。その結果を表2に併記する。表2より、発明例は、同レベルの強度を有する比較例と比較して、YSの低下量が少ないことがわかる。発明者等は、さらに実験を行い、このような効果は、490 ~700MPa級鋼に広く適用できることを確認した。

【0026】

【表1】

鋼	化 学 成 分 (wt%)														A _{Ts} 変態点
	C	Si	Mn	Nb	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Ca	REM	
1	0.10	0.33	1.55	0.031	0.02	0.003	0.01	0.02	0.01	—	0.056	0.024	0.0020	—	766
2	0.10	0.33	1.55	0.045	0.02	0.003	0.09	0.09	0.01	—	0.045	0.015	0.0020	—	762
3	0.10	0.33	1.55	0.031	0.02	0.003	0.01	0.02	0.01	—	0.056	0.024	0.0020	—	766
4	0.12	0.27	1.59	0.035	0.02	0.003	0.01	0.01	0.01	—	0.057	0.016	0.0020	—	759
5	0.05	0.30	1.15	0.050	0.03	0.003	0.20	0.20	0.01	—	0.055	0.013	0.0017	—	799
6	0.05	0.30	1.15	0.050	0.03	0.003	0.20	0.20	0.01	—	0.055	0.013	0.0017	—	799
7	0.04	0.10	0.95	0.055	0.03	0.003	0.25	0.25	0.01	0.14	0.062	0.011	0.0019	—	812
8	0.04	0.10	0.95	0.055	0.03	0.003	0.25	0.25	0.01	0.14	0.062	0.011	0.0019	—	812
9	0.09	0.20	1.55	0.035	0.03	0.003	0.01	0.01	0.01	—	0.030	0.002	—	—	770
10	0.05	0.11	1.43	0.030	0.02	0.004	0.15	0.10	0.01	—	0.010	0.007	—	0.011	784
11	0.05	0.11	1.43	0.030	0.02	0.004	0.15	0.10	0.01	—	0.010	0.007	—	0.011	784

【0027】

* * 【表2】

鋼	板厚 (mm)	熱間圧延 終了温度 (℃)	強制冷却 停止温度 (℃)	圧延まま引張特性				造管後引張特性		ΔYS (MPa)	摘 要
				降伏強さ (MPa)	引張強さ (MPa)	降伏比 (%)	降伏伸び (%)	降伏強さ (MPa)	引張強さ (MPa)		
1	14.5	720	—	537	597	90	2.7	525	616	12	発明例
2	14.5	725	—	529	569	93	3.8	509	600	20	発明例
3	14.5	724	616	539	599	90	2.5	520	615	19	発明例
4	14.5	689	—	549	628	87	1.0	482	635	67	比較例
5	20.0	811	605	537	565	95	4.2	525	572	12	発明例
6	20.0	729	541	560	577	97	1.1	499	574	61	比較例
7	12.4	790	535	537	592	90	3.7	527	603	10	発明例
8	12.4	696	—	565	601	94	1.4	501	612	64	比較例
9	17.5	847	477	530	582	91	3.5	526	594	4	発明例
10	22.7	694	—	441	479	94	1.2	386	490	55	比較例
11	22.7	765	503	438	481	91	2.8	415	492	23	発明例

【0028】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、化学成分と制御圧延の終了温度、またさらに冷却方法を、ともに適正化することによって、降伏比を90%以上、降伏伸びを2.7%以上として、パウシンガー効果の少ない非調質高張力鋼を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】比較鋼における、圧延まま、および、曲げー曲*

*げ戻し加工後の荷重ー伸び線図である。

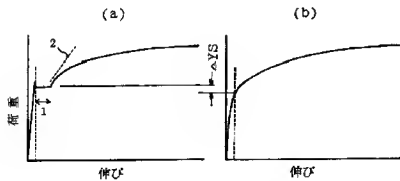
【図2】発明鋼における、圧延まま、および、曲げー曲げ戻し加工後の荷重ー伸び線図である。

【図3】降伏伸び、降伏比および ΔYS の関係を示す図である。

【図4】降伏比と ΔYS の関係を示す図である。

【図5】降伏伸びと ΔYS の関係を示す図である。

【図1】



【図2】

